

КИНЕТИКА ДИФФУЗИОННОГО РАСПАДА АУСТЕНИТА ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОГО КЛАССА

Клецова О.А.

Руководитель – д. х. н., профессор Грызунов В.И.

Орский гуманитарно-технологический институт (филиал) ОГУ, г. Орск,
yakunchik56@mail.ru

Мировые тенденции развития металлургического машиностроения требуют от производителей оборудования внедрения новых марок сталей и усовершенствования технологий производства. Ранее на основе регрессионного статистического анализа экспериментальных данных с применением программы KOMPLEX были рекомендованы следующие марки сталей, обладающие высоким комплексом свойств: 100X3Г2МТР, 70X3Г2ВТБ.

Целью настоящей работы явилось определение критических точек и исследование кинетики распада переохлажденного аустенита при непрерывном охлаждении экспериментальных сталей, а также изучение влияния микролегирующего комплекса на фазовые превращения при нагреве и охлаждении, что позволит обоснованно разрабатывать упрочняющие режимы их термической обработки, обеспечивающие повышение эксплуатационной стойкости инструмента.

Первая серия экспериментов была направлена на определение температур начала A_{c1} и конца A_{c3} образования аустенита. Образцы сталей в термомеханическом симуляторе Gleeble-3800 Южно-Уральского государственного университета нагревались со скоростью $3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до температуры $600\text{ }^{\circ}\text{C}$, и затем, с малой скоростью $0,05\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ – в интервале температур $600 - 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$. Температуры A_{c1} и A_{c3} определялись по перегибам на дилатограммах, полученных в условиях нагрева. Значения критических точек исследуемых сталей приведены в таблице 1.

Таблица 1 - Критические точки исследуемых сталей

Сталь	$A_{c1},\text{ }^{\circ}\text{C}$	$A_{c3},\text{ }^{\circ}\text{C}$
100X3Г2МТР	755	805
70X3Г2ВТБ	765	815

Следующим шагом явился выбор оптимальной температуры аустенитизации. С этой целью исследовано влияние температуры аустенитизации на положение мартенситной точки M_H , чувствительной к переходу легирующих элементов в твердый раствор. Образцы нагревались

до разных температур выше $A_{с3}$, выдерживались 15 мин и охлаждались со скоростью 10 °C/с, обеспечивающей получение мартенситной структуры.

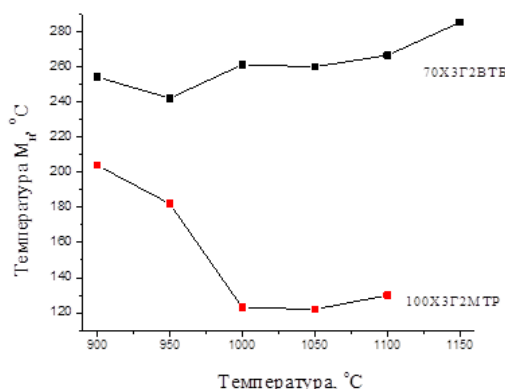


Рисунок 1 – Зависимость температуры M_H от температуры аустенитизации

В стали 70X3Г2ВТБ повышение температуры аустенитизации слабо влияет на температуру M_H (рис. 1). Вероятно, в интервале температур 900–1100 °C дополнительного растворения карбидов и обогащения твердого раствора легирующими элементами в этой стали не происходит. В другой стали наблюдается резкое падение температуры M_H с ростом температуры нагрева под закалку (выше 950 °C – для стали 100X3Г2МТР). наблюдаемое понижение температуры M_H очевидно связано с растворением карбидов ванадия и молибдена, которые, находясь в твердом растворе, сильно понижают температуру M_H . Некоторое повышение температуры M_H в образцах, закаленных от температуры 1100 °C, обусловлено началом интенсивного роста зерна аустенита (зерно от температуры 1100 °C, укрупняется с 18 мкм до 35 мкм для стали 70X3Г2ВТБ и с 20 до 36 мкм для стали 100X3Г2МТР). Исходя из полученных результатов, для последующего построения термокинетических диаграмм распада переохлажденного аустенита исследуемых сталей была выбрана температура аустенитизации, равная 1000 °C, обеспечивающая достаточно полное растворение карбидов во всех сталях и не приводящая к резкому росту аустенитных зерен.

Для построения термокинетических диаграмм (рис. 2) образцы до температуры 1000 °C со скоростью 3 °C/с, выдерживались 15 мин. для полного протекания превращений и охлаждались до комнатной температуры со скоростями в диапазоне 0,025-10 °C/с.

Наибольшая устойчивость аустенита к распаду в области перлитного и промежуточного превращения наблюдается в стали 70X3Г2ВТБ. Перлитное и бейнитное превращения в этой стали подавляются при скоростях охлаждения, начиная с 0,1 °C/с (в четыре раза меньших, чем в стали 100X3Г2МТР). Температура начала мартенситного превращения в этой стали самая высокая (250 °C). Сталь 70X3Г2ВТБ имеет более дисперсную структуру. Указанные особенности аустенита стали

70ХЗГ2ВТБ связаны с дополнительным легированием стали вольфрамом в количестве 1,35%, который сильно задерживает диффузию атомов углерода, но незначительно влияет на положение мартенситной точки.

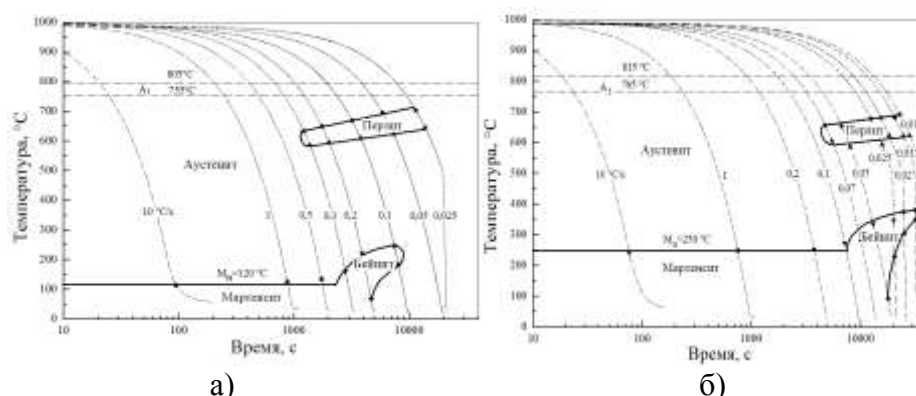


Рисунок 2 - Термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита: а) сталь 100ХЗГ2МТР; б) сталь 70ХЗГ2ВТБ

Данные дилатометрических исследований подтверждены и дополнены изучением микроструктуры рассматриваемых сталей. На рис. 3 представлены фотографии микроструктуры после охлаждения со скоростями 10 °C/с и 0,1 °C.

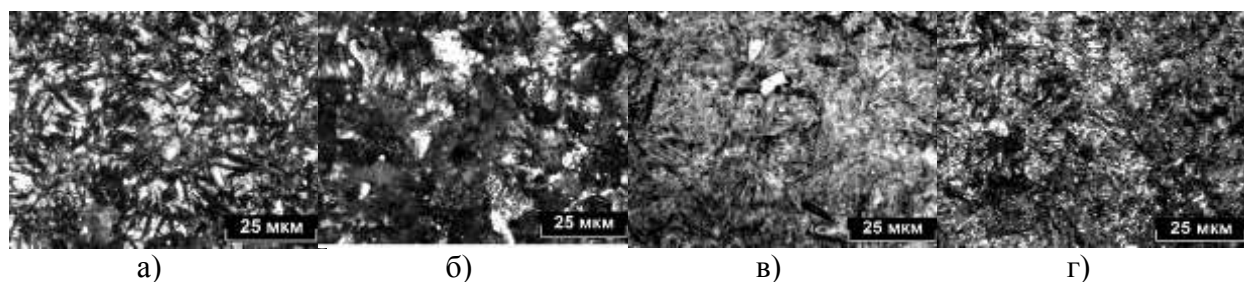


Рисунок 3 - Микроструктура закаленных сталей: а, б) сталь 100ХЗГ2МТР; в, г) сталь 70ХЗГ2ВТБ

Из приведенных микроструктур видно, что при охлаждении со скоростью 10 °C/с структура представлена мартенситом и остаточным аустенитом (рис. 3 а, в). Микротвердость мартенсита составляет 730-880 HV. При скорости охлаждения 0,1°C/с, помимо мартенсита видны области бейнитной структуры с твердостью 630-650 HV (рис. 3 б, г). Мартенситное превращение совсем не наблюдается при скорости охлаждения 0,05 °C/с. Структура преимущественно перлитная (темные участки с твердостью 340-440 HV) с участками бейнитной структуры (твердость 570-670 HV). Таким образом, полученные температурно-временные интервалы структурных превращений при охлаждении образцов с постоянной скоростью позволят определить оптимальные режимы термической обработки опытной стали и оценить структурообразование по сечению готового изделия, что и предполагается к дальнейшим исследованиям.